

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-316540

(43) 公開日 平成9年(1997)12月9日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	片内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D	9/32		C 2 1 D	9/32 A
	8/00	9270-4K		8/00 A
	9/00	9542-4K		9/00 A
C 2 2 C	38/00	3 0 1	C 2 2 C	38/00 3 0 1 A
	38/28			38/28
審査請求 未請求 請求項の数 3 F D (全 8 頁)				
(21) 出願番号	特願平8-156197		(71) 出願人	000116655 愛知製鋼株式会社 愛知県東海市荒尾町ワノ割 1 番地
(22) 出願日	平成 8 年 (1996) 5 月 27 日		(72) 発明者	岩間 直樹 愛知県東海市荒尾町ワノ割 1 番地 愛知製 鋼株式会社内
			(72) 発明者	酒井 宏明 愛知県東海市荒尾町ワノ割 1 番地 愛知製 鋼株式会社内
			(72) 発明者	野村 一衛 愛知県東海市荒尾町ワノ割 1 番地 愛知製 鋼株式会社内

(54) 【発明の名称】 冷鍛性に優れた輪郭高周波焼入用機械構造用鋼の製造方法及び冷間鍛造部品の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 薄肉偏平の歯車部品等、部品製造時に大変形を伴う部品の製造途中に必要となる中間焼鈍を省略可能な優れた冷鍛性を有し、かつ輪郭高周波焼入れ後に狙いとする表面硬さ、硬化深さの得られる機械構造用鋼の製造方法の提供。

【解決手段】 重量比にして C:0.28～0.47%、Si:0.06～0.25%、Mn:0.10～0.50%、P:0.020%以下、S:0.010%以下、Cu:0.15%以下、Cr:0.10～0.30%、Mo:0.03%以下、Ti:0.005～0.03%、N:0.0100%以下を含有し、かつ $1.20 \leq \text{Si} + 2.5\text{Mn} + 4\text{Cr} + 6\text{Mo}$ であり、残部 Fe ならびに不純物元素からなる鋼を、 A_{c1} 点 + 20℃～ A_{c1} 点 + 50℃ の温度域にて 100min～300min 温度保持後、0.1～1.0℃/min の冷却速度にて 650℃ 以下まで冷却することからなる球状化焼鈍処理を施すことにより、炭化物の球状化率が 95% 以上であり、球状炭化物の円相当平均直径を 0.5μm 以下とすることを特徴とする冷鍛性に優れた輪郭高周波焼入用機械構造用鋼の製造方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比にしてC:0.28~0.47%、Si:0.06~0.25%、Mn:0.10~0.50%、P:0.020%以下、S:0.010%以下、Cu:0.15%以下、Cr:0.10~0.30%、Mo:0.03%以下、Ti:0.005~0.030%、N:0.0100%以下を含有し、かつ $1.20 \leq \text{Si} + 2.5\text{Mn} + 4\text{Cr} + 6\text{Mo}$ であり、残部Feならびに不純物元素からなる鋼を、 Ac_1 点+20℃~ Ac_1 点+50℃の温度に加熱し、100min~300min温度保持後、 $0.1 \sim 1.0^\circ\text{C}/\text{min}$ の冷却速度にて650℃以下まで冷却することからなる球状化焼鈍処理を施すことにより、炭化物の球状化率が95%以上であり、球状炭化物の円相当平均直径を $0.5\mu\text{m}$ 以下とすることを特徴とする冷鍛性に優れた輪郭高周波焼入用機械構造用鋼の製造方法。

【請求項2】 重量比にしてC:0.28~0.47%、Si:0.06~0.25%、Mn:0.10~0.50%、P:0.020%以下、S:0.010%以下、Cu:0.15%以下、Cr:0.10~0.30%、Mo:0.03%以下、Ti:0.005~0.030%、N:0.0100%以下を含有し、かつ $1.20 \leq \text{Si} + 2.5\text{Mn} + 4\text{Cr} + 6\text{Mo}$ であり、残部Feならびに不純物元素からなる鋼を、熱間圧延後100℃/min以上の冷却速度で300℃以下まで急冷するか、あるいは熱間圧延後室温まで放冷した後に、 Ac_3 点以上の温度に再加熱後100℃/min以上の冷却速度で300℃以下まで急冷し、その後 Ac_1 点+20℃~ Ac_1 点+50℃の温度に加熱し、100min~300min温度保持後、 $0.1 \sim 1.0^\circ\text{C}/\text{min}$ の冷却速度にて650℃以下まで冷却することからなる球状化焼鈍処理を施すことにより、炭化物の球状化率が95%以上であり、球状炭化物の円相当平均直径を $0.4\mu\text{m}$ 以下とすることを特徴とする冷鍛性に優れた輪郭高周波焼入用機械構造用鋼の製造方法。

【請求項3】 請求項1、2のいずれかの1項に記載の方法で製造した鋼材を用い、冷間鍛造部品を製造する方法であって、最終部品形状まで中間焼鈍を施すことなく製造することを特徴とする冷間鍛造部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、薄肉偏平の歯車部品等を製造するために、大変形を伴う冷間鍛造を行った後に輪郭高周波焼入される部品への使用に適した機械構造用鋼の製造方法及び冷間鍛造部品の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】自動車のトランスミッション等に使用される歯車や、クラッチ等の機械部品の多くは、優れた強靱性、耐摩耗性が要求されるために、Scr420、SCM420等の低合金鋼を熱間鍛造し、切削加工後に浸炭焼入もどし処理したものが従来から多く使用されている。

【0003】ところが最近ではコストの低減を図るために、前記歯車類部品において、熱間鍛造と切削加工を冷間鍛造に置き換えて生産性と材料歩留りを向上させる製造方法及び、浸炭焼入もどしをオンライン処理可能な高

周波焼入に置き換えて生産性を向上させる製造方法について検討が進められている。この新しい製造工程への転換を可能にするためには、用いる鋼材に優れた冷鍛性と高周波焼入性が要求されるが、これらを両立させることは技術的に困難を伴う。例えば、冷鍛性を向上させるために低炭素の鋼材を用いると、十分な高周波焼入硬さが得られなくなり、また必要な高周波焼入深さを得るための合金添加は、冷鍛性を劣化させてしまう。

【0004】最近では前記課題を解決するために、新鋼種の開発が盛んに行われ、新しい材料の提案がされており、例えば、特開昭61-113744号、特公平1-38847号、特開平2-129341号、特開平2-145744号、特開平5-59486号公報記載の発明が開示されている。これらの公報に記載の鋼は、変形抵抗増加の原因となるSi、Mn及び不純物として含有するS、P、N、Oを極力低減して焼鈍処理後の変形抵抗の低下と変形能の向上を図って冷鍛性を向上させ、さらにCr、B、Mo等を添加して必要な焼入性を確保したものである。

【0005】しかしながら、薄肉偏平の歯車部品等を冷間鍛造によって成形しようとした場合には、大変形を伴う冷間鍛造が必要となり、変形抵抗の低減は勿論、優れた変形能が鋼材に要求される。この場合、前記公報に記載の発明鋼では、特に変形能が要求に満たないことが多く、冷間鍛造工程間において中間焼鈍が必要となり、従来鋼を使用した場合と比べ十分なコスト低減効果が得られないという問題があった。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、薄肉偏平の歯車部品等、使用する鋼材に高い変形能が要求される部品に対して、冷間鍛造の途中工程において行っていた中間焼鈍を省略し最終形状まで熱処理を施すことなく成形可能な優れた冷鍛性を有し、かつ輪郭高周波焼入れ後に目的とする表面硬さ、硬化深さを確保することのできる機械構造用鋼の製造方法及び冷間鍛造部品の製造方法を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者は前記目的の下に、優れた冷鍛性、特に変形能の点で優れており、かつ輪郭高周波焼入れ後に目的とする表面硬さ、硬化深さの得られる機械構造用鋼を得るために鋭意研究を重ねた結果、以下の知見を得ることにより本発明を完成したものである。

【0008】まず第1に、Tiを添加すると、鋼中に微細析出したTi炭化物を核として球状炭化物が生成するために、球状炭化物が微細になり、優れた変形能を示すことをつきとめた。従来より、変形能の向上に対しては、球状炭化物を微細にすることが有用であることが知られており、そのためにはMoやCr等の合金元素を添加したり、球状化前の組織の微細化、 Ac_1 点以下あるいは Ac_1 点直上での球状化焼鈍処理等が行われていた。しかしな

がら上記方法により、球状炭化物を微細化させても、その効果により変形能を高めることはできるが、反面球状化率の低下、フェライト母相の固溶強化等の原因により硬さの上昇が避けられず、変形抵抗が高くなり優れた冷鍛性を得ることができなかった。ところが、Tiを添加した場合には比較的 A_{C1} 点より高い温度(A_{C1} 点+20℃~50℃)で球状化焼鈍処理しても、95%以上の球状化率(本発明で、球状化とは炭化物のアスペクト比(長径/短径)が2以下の状態になった場合とする。)でかつ球状炭化物の円相当平均径が $0.5\mu\text{m}$ 以下である微細な組織が得られ、前記方法のような硬さの上昇を伴わずに球状炭化物を微細化して変形能の向上が可能であり、優れた冷鍛性が得られることを見出したものである。

【0009】第2に、歯車部品等に必要の輪郭高周波焼入性の確保には、鋼中の合金元素のうち、焼入性に影響の大きいSi、Mn、Cr、Mo量を $1.20\leq\text{Si}+2.5\text{Mn}+4\text{Cr}+6\text{Mo}$ という式を満足するように含有させれば良いことをつとめた。すなわち、有効硬化層深さが1mm以上の通常の高周波焼入れには、ある程度のCr、B、Mo等の添加が焼入性確保のために必要であるが、歯車部品等で、1mm未満のごく表層のみを硬化させる、いわゆる輪郭高周波焼入れの場合には、鋼中の合金元素量を $1.20\leq\text{Si}+2.5\text{Mn}+4\text{Cr}+6\text{Mo}$ とすれば十分であることを見出したものである。この式を満足する範囲で合金添加量をできるだけ低く抑えることにより、球状化焼鈍後の硬さを低く抑えることができ、優れた冷鍛性を得ることができた。

【0010】以上説明した対策を行うことにより得られた本発明の第1発明は、重量比にしてC:0.28~0.47%、Si:0.06~0.25%、Mn:0.10~0.50%、P:0.020%以下、S:0.010%以下、Cu:0.15%以下、Cr:0.10~0.30%、Mo:0.03%以下、Ti:0.005~0.030%、N:0.0100%以下を含有し、かつ $1.20\leq\text{Si}+2.5\text{Mn}+4\text{Cr}+6\text{Mo}$ であり、残留Feならば不純物元素からなる鋼を、 A_{C1} 点+20℃~ A_{C1} 点+50℃の温度に加熱し、100min~300min温度保持後、 $0.1\sim 1.0^\circ\text{C}/\text{min}$ の冷却速度にて 650°C 以下まで冷却することからなる球状化焼鈍処理を施すことにより、炭化物の球状化率が95%以上であり、球状炭化物の円相当平均径を $0.5\mu\text{m}$ 以下とすることを特徴とする冷鍛性に優れた輪郭高周波焼入用機械構造用鋼の製造方法であり、第2発明は、第1発明と同一の鋼を、熱間圧延後 $100^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上の冷却速度で 300°C 以下まで急冷するか、あるいは熱間圧延後室温まで放冷した後に、 A_{C3} 点以上の温度に再加熱後 $100^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上の冷却速度で 300°C 以下まで急冷し、その後第1発明と同様の球状化焼鈍処理を施すことにより、炭化物の球状化率が95%以上であり、球状炭化物の円相当平均径を $0.4\mu\text{m}$ 以下とすることを特徴とする冷鍛性に優れた輪郭高周波焼入用機械構造用鋼の製造方法である。

【0011】また、第3発明は、第1発明または第2発明の方法で製造した鋼材を用い、冷間鍛造部品を製造す

る方法であって、最終部品形状まで中間焼鈍を施すことなく製造することを特徴とする冷間鍛造部品の製造方法である。次に本発明である冷鍛性に優れた輪郭高周波焼入用機械構造用鋼の製造方法にて用いられる鋼の各元素の添加量の範囲の限定理由について以下に説明する。

【0012】C:0.28~0.47%

Cは必要な強度、高周波焼入性を確保するために必要な元素であり、0.28%以上の含有が必要である。しかし、0.47%を越えて含有させると硬さが高くなりすぎるとともに炭化物の量が増えて、前記した加工性改善のための対策を行っても冷間鍛造により優れた変形能を得ることが困難となるため、上限を0.47%とした。強度、焼入性の点をより厳しく考慮すると、下限は0.33%とすることが好ましく、また、冷鍛性の点を考えると、上限は0.42%とすることが好ましい。

【0013】Si:0.06~0.25%

Siは低減すればするほど冷鍛性が向上するが、Siは脱酸のために必要な元素であるため極端に低減すると脱酸処理が困難となり、製鋼コストが増加する。従って、最低でも0.06%以上、より好ましくは0.10%以上含有させることが必要である。そして、脱酸処理は0.10~0.20%程度のSiの含有で十分可能であり、さらに量を増加すると球状化焼鈍後の硬さが増え、かつ球状化率が低下して冷鍛性が劣化するので、上限を0.25%とした。より優れた冷鍛性を確保するには、上限を0.20%とするのが良い。

【0014】Mn:0.10~0.50%

MnはSiと同様に低減すると冷鍛性が向上するが、低減しすぎると必要な焼入性の確保が困難となり、Mn以外の他の高価な元素を添加して、必要な焼入性を確保しなければならなくなる。従って、本発明では最低でも0.10%、好ましくは0.20%以上含有させることとした。しかし、多量に添加しても必要以上に焼入性が向上するだけであり、球状化焼鈍後の硬さが増して優れた冷鍛性を得ることが困難になるので、上限を0.50%とした。より好ましくは、上限を0.40%とするのが良い。

【0015】P:0.020%以下

Pは製造上含有が避けられない不純物であるが、微量の含有であってもフェライト硬さを増加させ、球状化焼鈍硬さを高め、冷鍛性に悪影響を及ぼす元素である。従って、冷鍛性のみ考慮すれば極力低減することが好ましいが、極端な低減は製鋼コストの増加を招くため、工程能力を考慮して、上限を0.020%とした。好ましくは、0.015%以下とするのが良い。

【0016】S:0.010%以下

Sは冷鍛性に悪影響を及ぼす元素であるため、極力低減することが好ましい。しかし、Sの低減は被削性を低下させるため、本発明においては0.010%以下の範囲で添加できることとした。もし、未切削で製造する部品か、比較的切削量の少ない部品を製造する場合には、できるだ

け低減した方がより好ましい。

【0017】Cu:0.15%以下

CuはPと同様に微量の含有によってフェライト硬さを増加させ、冷鍛性に悪影響を及ぼす元素であり、上限を0.15%以下、好ましくは0.10%以下とする必要がある。特に電気炉溶解の場合には、スクラップ中に含まれていると、その後の精練処理によって除去することが困難であるので、使用するスクラップを適切に選択して、所定の量の範囲内とすることが必要である。

【0018】Cr:0.10～0.30%

Crは球状炭化物の微細化を促進して、変形能を向上させるとともに、焼入性向上に効果のある元素であるため、0.10%以上、好ましくは0.15%以上の含有が必要である。しかしながら、多量に添加すると変形抵抗の増加を招くとともに、輪郭高周波焼入れの加熱時に球状炭化物の固溶が不十分となり、かえって焼入硬さが低下する可能性があるもので、上限を0.30%とした。好ましくは、上限を0.25%とするのが良い。

【0019】Mo:0.03%以下

Moは、Mn、Crと同様に焼入性向上に効果のある元素ではあるが、添加すると球状化焼鈍後の硬さが高くなり、変形抵抗の増加を招くので、本発明では積極的に添加せず、かつ不純物として含有する量も上限を0.03%に規制した。従って、電気炉溶解ではMo含有が少ないスクラップを用いて、含有率が0.03%を超えないように製造する必要がある。

【0020】Ti:0.005～0.030%

Tiは、Ti炭窒化物として微細析出した状態で鋼中に存在し、球状化焼鈍時に球状炭化物の核となるため、球状炭化物を微細化して、変形能を向上させる効果がある。また、Tiには、鋼中の固溶Nを低減して球状化焼鈍後の硬さを低下させ、加工硬化を小さく抑えられる効果もある。上記の効果を得るためには、最低でも0.005%以上、好ましくは0.007%以上の添加が必要である。しかし、過剰の添加はコストの上昇を招くとともに、Ti炭窒化物が増加および粗大化し、逆に変形能を低下させるので、上限を0.030%とした。好ましくは上限を0.020%とするのが良い。

【0021】N:0.0100%以下

Nは固溶Nとして存在すると球状化焼鈍後の硬さが上昇し、加工硬化も大きくなるため、より少ない方が好ましいが、N低減のために製鋼時に特別な処理を行うと、製鋼コストが増加するため、好ましくない。従って、本発明ではTiの添加によりTi窒化物を形成させて固溶Nを極力低減しているが、Nが多量に含有していると、固溶Nの低減のために必要なTi量が増加し、コストの上昇を招く。また前記したようにTi量を増加すると、Ti炭窒化物が増加するだけでなく、粗大化し、その結果変形能が低下する。従って、この問題が生じないようにN量の上限を0.0100%とした。好ましくは、上限を0.0080%とする

のが良い。なお、上限を極端に厳しくすると特別な処理が必要になって製鋼コストが増加するが、上記した上限値程度の規制であれば、大きなコスト増を招くことなく製造が可能である。

【0022】1.20 \leq Si+2.5Mn+4Cr+6Mo

有効硬化層深さが1mm以下の輪郭高周波焼入れでは、有効硬化層深さが1mm以上の通常の高周波焼入れに比べて、焼入性の劣る鋼でも表面硬化が可能である。本発明では、必要な焼入性を確保できるSi、Mn、Cr、Mo量の関係式を求め、この式を満足する範囲内で各元素の添加量を抑え、優れた冷鍛性を確保している。従って、必要な焼入性を確保するために、1.20 \leq Si+2.5Mn+4Cr+6Moとする必要がある。

【0023】次に本発明において、熱処理条件を限定した理由について述べる。一般に球状炭化物を微細にするための球状化焼鈍温度は、Ac₁点直上、すなわちAc₁点 \sim Ac₁点+10℃程度、あるいはAc₁点直下が良いとされているが、本願発明の鋼においては、Ti添加の効果によって、比較的高い温度においても微細な球状炭化物が得られる。また、球状化焼鈍温度を高くすると、硬さを下げ変形抵抗を低くすることができるので、球状化焼鈍温度の下限をAc₁点+20℃とした。しかしながら、球状化焼鈍温度を高くしすぎると、微細な球状炭化物を得ることが困難となり、変形能が低下するので、球状化焼鈍温度の上限をAc₁点+50℃とした。

【0024】また、本願発明の鋼において、球状化焼鈍の加熱時間、および加熱後の冷却速度は、目標としている95%以上の球状化率でかつ、球状炭化物の円相当平均直径が0.5 μ m以下を得るために、加熱時間を100 \sim 300min、650℃までの冷却速度を0.1 \sim 1.0℃/minとする必要がある。

【0025】なお、加熱時間を100 \sim 300minとしたのは、100min未満ではオーステナイト化及び炭化物の固溶が不完全となり、炭化物球状化が不十分となるためであり、300minを超えると、脱炭により表面肌が悪化するとともに、生産性の低下を招くためである。

【0026】また、冷却速度を0.1 \sim 1.0℃/minとしたのは、0.1℃/min未満では、脱炭により表面肌が低下するとともに、生産性の低下を招くという問題があり、1.0℃/minを超えると、再生パーライトが出現して炭化物の球状化が不十分となるためである。

【0027】また、第2発明における、熱間圧延後100℃/min以上の冷却速度で300℃以下まで急冷するか、あるいは熱間圧延後室温まで放冷した後にAc₃点以上の温度に再加熱後100℃/min以上の冷却速度で300℃以下まで急冷する処理は、球状炭化物の円相当平均直径を0.4 μ m以下と、さらに微細にするための処理であり、第1発明に比べてさらに優れた変形能が得られるものである。

【0028】なお、冷却速度を100℃/min以上としたの

は、100℃/min未満の冷却速度では、ベイナイト、マルテンサイトあるいは微細パーライト等の組織とならず、球状化処理後の炭化物が微細化しないという問題があるためである。300℃以下まで急冷することとしたのは、300℃まで急冷すれば、その後の冷却速度によって組織に影響が生じることがないからである。

【0029】

*

区 分	鋼 番 号	化 学 成 分										(重量%)		A _{cl} 点 (℃)
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Ti	N	式(1)*		
本発明鋼	1	0.29	0.18	0.38	0.006	0.002	0.08	0.16	0.00	0.015	0.0072	1.77	727	
	2	0.35	0.15	0.25	0.016	0.006	0.02	0.25	0.01	0.029	0.0040	1.84	729	
	3	0.38	0.07	0.40	0.009	0.003	0.13	0.11	0.00	0.006	0.0055	1.51	723	
	4	0.40	0.24	0.12	0.011	0.009	0.01	0.29	0.03	0.010	0.0088	1.88	734	
	5	0.46	0.11	0.45	0.018	0.005	0.04	0.19	0.00	0.017	0.0054	2.00	725	
比較鋼	6	0.39	0.41	0.33	0.014	0.007	0.08	0.14	0.00	0.013	0.0065	1.80	734	
	7	0.42	0.23	0.39	0.008	0.005	0.05	0.46	0.01	0.008	0.0081	3.11	733	
	8	0.40	0.15	0.45	0.008	0.007	0.10	0.27	0.10	0.011	0.0082	2.96	727	
	9	0.40	0.19	0.40	0.015	0.004	0.04	0.19	0.00	0.001	0.0065	1.95	727	
	10	0.39	0.08	0.14	0.008	0.004	0.02	0.12	0.00	0.006	0.0055	0.84	726	
	11	0.35	0.24	0.72	0.012	0.023	0.11	0.19	0.01	0.002	0.0103	2.86	725	
従来鋼	12	0.39	0.22	0.69	0.008	0.016	0.04	0.08	0.00	0.000	0.0097	2.27	723	

*式(1) = Si + 2.5Mn + 4Cr + 6Mo

【0031】表1に示した成分を有する鋼を電気炉にて溶製し、熱間圧延によって直径50mmの丸棒を製造して、供試材とした。表1に示す鋼のうち、1～5鋼は本発明の製造方法の成分範囲内の鋼（以下、本発明鋼と記す。）である。また、6～10鋼は一部の元素が本発明の条件を満足しない比較鋼であり、11、12鋼は従来鋼であるS35C、S40Cである。

【0032】表1に示す成分を有する直径50mmの丸棒を、いずれの供試材においてもA_{cl}+20℃～A_{cl}+40℃の温度域となる755℃にて240min加熱した後、650℃まで0.3℃/minの冷却速度で徐冷する球状化焼鈍を施したものを供試材とし、冷鍛性、高周波焼入性の試験を行った。

【0033】冷鍛性は、球状化焼鈍後の硬さ、球状化率、および球状炭化物の円相当平均直径と、圧縮試験により得られる変形抵抗、割れ発生限界据込率によって評価した。球状化焼鈍後の硬さは、直径50mmの丸棒の断面をビッカース硬度計にて10点測定し、その平均値をもつ※

*【発明の実施の形態】以下に本発明の製造方法の特徴を比較例および従来例と比較し、実施例をもって明らかにする。表1は実施例に用いた供試材の化学成分を示すものである。

【0030】

【表1】

※て測定値とした。球状化率、および球状炭化物の円相当平均直径の測定は、それぞれ倍率が×1000、×10000の走査電子顕微鏡写真を用いて行った。圧縮試験は、上記供試材より直径8mm、高さ12mmの試験片を作製し、日本塑性加工学会冷間鍛造分科会基準の端面拘束圧縮試験法に基づき、据込率60%での変形抵抗と割れ発生限界据込率を測定したものである。

【0034】高周波焼入性の評価は、上記供試材より削り出した直径40mmの丸棒を、直径29mmに引抜き加工した後、最大出力250kWの高周波焼入装置にて、表面から0.50～0.60mmまでの深さが十分に加熱されるように、周波数を400kHzとし、表面加熱温度が1000℃になるように制御して加熱後定置焼入れし、断面硬さ分布をビッカース硬度計にて測定し、それぞれの供試材の有効硬化層深さ（硬さHv450以上である深さ）を求めた。各供試材の性能評価結果を表2に示す。

【0035】

【表2】

区 分	鋼 番 号	球状化 焼鈍後 の硬さ (Hv)	球状化率 (%)	球状炭化物 の平均直径 (μm)	変形抵抗 (N/mm^2)	割れ発生 限界据込率 (%)	有効硬化 層深さ (mm)
本発明	1	109	98	0.42	748	78以上	0.55
	2	113	98	0.41	772	78以上	0.55
	3	115	100	0.46	779	78以上	0.55
	4	116	98	0.38	786	78以上	0.60
	5	119	96	0.42	798	78以上	0.55
比較例	6	131	89	0.40	873	70	0.55
	7	126	98	0.30	845	78以上	0.45
	8	128	96	0.39	853	71	0.55
	9	117	98	0.99	789	69	0.60
	10	111	100	0.48	758	78以上	0.25
従来例	11	142	64	1.03	951	66	0.60
	12	150	62	1.15	1036	64	0.60

【0036】表2から明かなように比較鋼、従来鋼である6～12鋼の評価結果を本発明鋼の評価結果と比較すると、6鋼はSi含有率が高いため球状化焼鈍後の硬さが高くなるとともに球状化率も低下して、変形抵抗が増加し、割れ発生限界据込率が低下したものであり、7鋼はCr含有率が高いため変形抵抗が増加するとともに、高周波焼入れの加熱時の炭化物の固溶が不十分となって有効硬化層深さが低下したものであり、8鋼はMo含有率が高いため球状化焼鈍後の硬さが高くなって変形抵抗が増加し、割れ発生限界据込率が低下したものであり、9鋼はTi含有率が低いため球状炭化物が粗大となり、割れ発生限界据込率が低下したものであり、10鋼は個々の元素は本発明の範囲に含まれるが、 $\text{Si}+2.5\text{Mn}+4\text{Cr}+6\text{Mo}$ の値が0.84であり、1.20以上を満足していないため、有効硬化層深さが低下したものである。また、従来鋼である11、12鋼は、Ti含有率が低く、またMn、S含有率が高い(11鋼はN含有率も高い。)ために、球状化焼鈍硬さ、変形抵抗が高く、割れ発生限界据込率も低く、本発明鋼に比べ冷鍛性が劣るものである。

【0037】これに対して本発明鋼である1～5鋼はTiを添加し、Ti炭窒化物を核として球状炭化物を生成さ

*せ、球状炭化物を微細にすることにより、優れた変形能、すなわち78%以上の割れ発生限界据込率が得られ、変形抵抗も $800\text{N}/\text{mm}^2$ 以下と低く、また $1.20 \leq \text{Si}+2.5\text{Mn}+4\text{Cr}+6\text{Mo}$ とすることによって、必要な有効硬化層深さが得られることが確認された。

【0038】次に、本発明である機械構造用鋼の製造方法により得られる効果を、別の実施例により明らかにする。前記表1の3鋼について、 $\phi 50$ に圧延後、放冷し、球状化焼鈍温度を3水準に変化させた供試材(A：球状化焼鈍を $725^\circ\text{C}(\text{Ac}_1+2^\circ\text{C})$ で実施、B：球状化焼鈍を $755^\circ\text{C}(\text{Ac}_1+32^\circ\text{C})$ で実施、C：球状化焼鈍を $780^\circ\text{C}(\text{Ac}_1+57^\circ\text{C})$ で実施)、および $\phi 50$ に圧延後 $200^\circ\text{C}/\text{min}$ で 200°C 以下まで冷却し、 755°C で球状化焼鈍したもの(D)、 $\phi 50$ に圧延後放冷し、 950°C に再加熱後 $1000^\circ\text{C}/\text{min}$ で 200°C 以下まで冷却し、 755°C で球状化焼鈍したもの(E)を供試材として準備した。これら供試材を、前記方法と同様にして試験評価した。結果を表3に示す。

【0039】

【表3】

1 1

1 2

記号	熱処理条件	球状化焼鈍後の硬さ(Hv)	球状化率(%)	球状炭化物の平均直径(μm)	変形抵抗(N/mm^2)	割れ発生限界掘込率(%)	有効硬化層深さ(mm)
A	725℃で焼鈍($A_{c1}+2^\circ\text{C}$)	129	100	0.22	849	78以上	0.55
B	755℃で焼鈍($A_{c1}+32^\circ\text{C}$)	115	100	0.46	779	78以上	0.55
C	780℃で焼鈍($A_{c1}+57^\circ\text{C}$)	118	98	0.72	799	70	0.50
D	圧延後200℃/minで冷却し755℃で焼鈍	119	100	0.36	783	78以上	0.55
E	950℃加熱後1000℃/minで冷却し755℃で焼鈍	120	100	0.32	788	78以上	0.55

【0040】表3から明らかなように、球状化焼鈍温度が本発明の範囲である A_{c1} 点+20℃～ A_{c1} 点+50℃に対して低いAについては、球状化焼鈍後の硬さが高く、変形抵抗が高くなっており、球状化焼鈍温度が本発明の範囲よりも高いCについては、球状炭化物が粗大化して割れ発生限界が低下している。これに対して、球状化焼鈍温度が本発明の範囲であるBは、変形抵抗が低くかつ割れ発生限界掘込率も高いことが確認された。また、球状化焼鈍の前の圧延直後、あるいは圧延後 A_{c3} 点以上に再加熱後、100℃/min以上で急冷処理をしたD、Eについては、急冷処理をしないBに比べて、球状炭化物がより微細化し、変形能の向上を図ることができることが確認された。

【0041】次に、本発明の鋼を用いて、実際に冷間鍛造品を試作した実施例を示す。供試材としては、前記表1の3鋼、および比較として9鋼、12鋼を用い、図1に示すような冷間鍛造工程にて、途中で中間焼鈍を入れることなく、800tの油圧プレスを用いて、各20個試作鍛造した。結果を表4に示す。

【0042】表4から明らかなように、9鋼を用いた場合には、工程3および4にて鍛造割れが認められた。また、12鋼については、工程3で割れが認められるとともに、工程3にて欠肉が発生したため、工程4まで実施す*

*することができなかった。これに対して本発明鋼である3鋼は、20個全てが割れ、欠肉を発生させることなく成形できた。

【0043】この結果は、9、12鋼を用いて図1に示す部品を製造しようとする、工程2が終了した後、中間焼鈍を行う必要があることを意味している。それに対し、本発明鋼では焼鈍処理を行うことなく最終形状まで加工することが可能であり、大幅な生産性向上を図ることができる。

【0044】

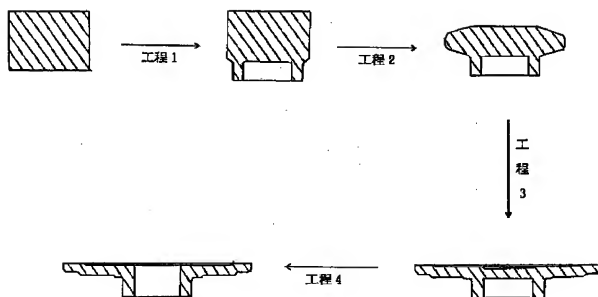
【発明の効果】本発明である機械構造用鋼の製造方法は、Tiを添加し、Ti炭窒化物を核として球状炭化物を生成させ、球状炭化物を微細にすることにより、優れた冷鍛性が得られ、また $1.20 \leq \text{Si} + 2.5\text{Mn} + 4\text{Cr} + 6\text{Mo}$ を満足する範囲でSi、Mn、Cr、Moの添加量を抑えることにより、輪郭高周波焼入れにおいて必要な有効硬化深さを確保しつつ優れた冷鍛性が得られるものである。従って、薄肉偏平の歯車部品等、従来鋼では冷鍛が困難であった部品の製造を可能としたり、部品製造は可能であっても途中で中間焼鈍を必要としていた部品について中間焼鈍回数を減らしたり、省略することができ、大幅な生産の効率化を図ることができる。

【表4】

区分	鋼番号	割れ発生個数				欠肉発生個数			
		工程1	工程2	工程3	工程4	工程1	工程2	工程3	工程4
本発明	3	0	0	0	0	0	0	0	0
比較例	9	0	0	3	12	0	0	0	0
従来例	12	0	0	18	—	0	0	20	—

注) — は成形できなかったことを示す。

【図 1】



【手続補正書】

【提出日】平成 8 年 8 月 9 日

【手続補正 1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】図面の簡単な説明

【補正方法】追加

【補正内容】

【図面の簡単な説明】

【図 1】本発明の実施例として試作した冷間鍛造品の工程を説明する図である。

PAT-NO: JP409316540A
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 09316540 A
TITLE: MANUFACTURE OF STEEL FOR
MACHINE STRUCTURAL USE FOR
CONTOUR INDUCTION HARDENING,
EXCELLENT IN COLD
FORGEABILITY, AND
MANUFACTURE OF COLD FORGED
PART
PUBN-DATE: December 9, 1997

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
IWAMA, NAOKI	
SAKAI, HIROAKI	
NOMURA, KAZUE	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
AICHI STEEL WORKS LTD	N/A

APPL-NO: JP08156197
APPL-DATE: May 27, 1996

INT-CL (IPC): C21D009/32 , C21D008/00 ,
C21D009/00 , C22C038/00 ,
C22C038/28

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method of manufacture of a steel for machine structural use, having excellent cold forgeability enabling the omission of process annealing required in the course of manufacture of parts, such as thin-walled flat gear parts, accompanied by great deformation at the time of parts manufacture and capable of providing desired surface hardness and hardening depth after contour induction hardening.

SOLUTION: A steel, which has a composition consisting of, by weight ratio, 0.28-0.47% C, 0.06-0.25% Si, 0.10-0.50% Mn, $\leq 0.020\%$ P, $\leq 0.010\%$ S, $\leq 0.15\%$ Cu, 0.10-0.30% Cr, $\leq 0.03\%$ Mo, 0.005-0.03% Ti, $\leq 0.0100\%$ N, and the balance Fe with impurity elements and satisfying $1.20 \leq \text{Si} + 2.5\text{Mn} + 4\text{Cr} + 6\text{Mo}$, is subjected to spheroidizing annealing treatment consisting of temp. holding in a temp. region between (AC1 point +20°C) and (AC1 point +50°C) for 100-300min and cooling down to $\leq 650^\circ\text{C}$ at (0.1 to 1.0)°C/min cooling rate, by which the rate of spheroidizing of carbides and the circle-equivalent average diameter of spheroidal carbides are regulated to $\geq 95\%$ and $\leq 0.5\mu\text{m}$, respectively.

COPYRIGHT: (C)1997, JPO